

EUROPEAN PATENT OFFICE

Patent Abstracts of Japan

PUBLICATION NUMBER : 2000282163
PUBLICATION DATE : 10-10-00

APPLICATION DATE : 30-03-99
APPLICATION NUMBER : 11089387

APPLICANT : KOBE STEEL LTD;

INVENTOR : SEKI YUICHI;

INT.CL. : C22C 21/06 // C22F 1/00 C22F 1/04

TITLE : Al-Mg-Si ALLOY SHEET EXCELLENT IN BULGE FORMABILITY AND BENDABILITY

ABSTRACT : PROBLEM TO BE SOLVED: To provide an Al-Mg-Si alloy sheet excellent in bulge formability and bendability and suitable for automobile panel, etc.

SOLUTION: In this Al-Mg-Si alloy sheet, the average crystalline grain size in the surface layer part and that in the inner part are regulated to $\leq 40 \mu\text{m}$ and $\leq 60 \mu\text{m}$, respectively. Further, the average crystalline grain size is regulated so that it is smaller in the surface layer part by $\geq 5 \mu\text{m}$ than in the inner part. As to components, it is desirable to incorporate 0.1-2.0% Mg and 0.1-2.0% Si. Further, it is desirable to incorporate, as alloy components, 0.01-1.5%, in total, of one or more kinds selected from the group consisting of $\leq 1.0\%$ Fe, $\leq 1.0\%$ Mn, $\leq 0.3\%$ Cr, $\leq 0.3\%$ Zr, $\leq 0.3\%$ V, and $\leq 0.1\%$ Ti because formability can be improved.

COPYRIGHT: (C)2000,JPO

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号
特開2000-282163
(P2000-282163A)

(43) 公開日 平成12年10月10日 (2000. 10. 10)

(51) Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	テームト* (参考)
C 2 2 C 21/06		C 2 2 C 21/06	
// C 2 2 F 1/00	6 2 3	C 2 2 F 1/00	6 2 3
	6 8 5		6 8 5
	6 9 4		6 9 4 A
1/04		1/04	H
審査請求 未請求 請求項の数 5 O L (全 6 頁)			

(21) 出願番号	特願平11-89387	(71) 出願人	000001199 株式会社神戸製鋼所 兵庫県神戸市中央区脇浜町1丁目3番18号
(22) 出願日	平成11年3月30日 (1999. 3. 30)	(72) 発明者	松本 克史 神戸市西区高塚台1丁目5番5号 株式会 社神戸製鋼所神戸総合技術研究所内
		(72) 発明者	杉崎 康昭 神戸市西区高塚台1丁目5番5号 株式会 社神戸製鋼所神戸総合技術研究所内
		(72) 発明者	関 勇一 神戸市西区高塚台1丁目5番5号 株式会 社神戸製鋼所神戸総合技術研究所内
		(74) 代理人	10006/828 弁理士 小谷 悦司 (外1名)

(54) 【発明の名称】 張出し成形性及び曲げ成形性に優れたAl-Mg-Si系合金板

(57) 【要約】

【課題】 張出し成形性及び曲げ成形性に優れたAl-Mg-Si系合金板を提供する。

【解決手段】 Al-Mg-Si系合金板において、表層部の平均結晶粒径を40 μ m以下とすると共に、内部の平均結晶粒径を60 μ m以下とし、かつ上記表層部の方を上記内部より5 μ m以上平均結晶粒径が小さくする。成分としては、Mg:0.1~2.0%、Si:0.1~2.0%とすることが望ましく、合金成分として、更にFe:1.0%以下、Mn:1.0%以下、Cr:0.3%以下、Zr:0.3%以下、V:0.3%以下、Ti:0.1%以下よりなる群から選択される1種以上を合計で0.01~1.5%含有させれば、成形性を高めることができ望ましい。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 Al-Mg-Si系合金板であって、表層部の平均結晶粒径が $40\mu\text{m}$ 以下であると共に、内部の平均結晶粒径が $60\mu\text{m}$ 以下であり、かつ上記表層部の方が上記内部より $5\mu\text{m}$ 以上平均結晶粒径が小さいことを特徴とする張出し成形性及び曲げ成形性に優れたAl-Mg-Si系合金板。

【請求項2】 合金成分として、

Mg: 0.1~2.0% (重量%の意味: 以下同じ)、
Si: 0.1~2.0%、
を含有する請求項1に記載のAl-Mg-Si系合金板。

【請求項3】 合金成分として、更に

Fe: 1.0%以下 (0%を含まない)、
Mn: 1.0%以下 (0%を含まない)、
Cr: 0.3%以下 (0%を含まない)、
Zr: 0.3%以下 (0%を含まない)、
V: 0.3%以下 (0%を含まない)、
Ti: 0.1%以下 (0%を含まない)
よりなる群から選択される1種以上を合計で0.01~1.5%含有する請求項2に記載のAl-Mg-Si系合金板。

【請求項4】 合金成分として、更に

Cu: 1.0%以下 (0%を含まない)、
Ag: 0.2%以下 (0%を含まない)、
Zn: 1.0%以下 (0%を含まない)、
よりなる群から選択される1種以上を合計で0.01~1.5%含有する請求項2または3に記載のAl-Mg-Si系合金板。

【請求項5】 合金成分として、更に

Sn: 0.2%以下 (0%を含まない)
を含有する請求項2~4のいずれかに記載のAl-Mg-Si系合金板。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】本発明は、張出し成形性及び曲げ成形性に優れたAl-Mg-Si系合金板に関するものであり、詳細には高強度であると共に、優れた張出し成形性及び曲げ加工性が要求される自動車パネル等に好適なAl-Mg-Si系合金板に関するものである。

【0002】

【従来の技術】従来、自動車パネル材としては冷間圧延鋼板が使用されてきたが、最近では排ガス低減や燃費削減を目的とする車体軽量化の要求が高まるにつれて、Al合金板が用いられることが多くなっている。特に自動車パネル材は、プレスや曲げ等の成形加工の後、必ず焼付塗装処理が行われているので、塗装処理時の加熱によって硬化して強度が向上するタイプのAl合金材が望ましく、6009合金や6010合金等のAl-Mg-Si系合金が採用されている。

【0003】但し、Al-Mg-Si系合金は張出し成形性及び曲げ成形性が十分ではなく、ドアやルーフ等のより複雑なパネル材への適用は期待されるほど進んでいなかった。

【0004】

【発明が解決しようとする課題】本発明は上記事情に着目してなされたものであって、張出し成形性及び曲げ成形性に優れたAl-Mg-Si系合金板の提供を目的とするものである。

【0005】

【課題を解決するための手段】上記課題を解決した本発明の張出し成形性及び曲げ成形性に優れたAl-Mg-Si系合金板とは、表層部の平均結晶粒径が $40\mu\text{m}$ 以下であると共に、内部の平均結晶粒径が $60\mu\text{m}$ 以下であり、かつ上記表層部の方が上記内部より $5\mu\text{m}$ 以上平均結晶粒径が小さいことを要旨とするものである。尚、表層部とは合金板の表面に位置する部分であり、具体的に例示するならば、板厚をもとしたとき表面から $1/10$ の深さの部分ということができる。一方、内部とは、上記表層部の内側の部分であり、上記具体例に従うならば表面から $1/10$ の深さより内側の部分である。

【0006】本発明に好適なAl-Mg-Si合金の成分としては、Mg: 0.1~2.0%、Si: 0.1~2.0%とすることが望ましく、合金成分として、更にFe: 1.0%以下 (0%を含まない)、Mn: 1.0%以下 (0%を含まない)、Cr: 0.3%以下 (0%を含まない)、Zr: 0.3%以下 (0%を含まない)、V: 0.3%以下 (0%を含まない)、Ti: 0.1%以下 (0%を含まない)よりなる群から選択される1種以上を合計で0.01~1.5%含有させれば、成形性を高めることができ望ましい。

【0007】またCu: 1.0%以下 (0%を含まない)、Ag: 0.2%以下 (0%を含まない)、Zn: 1.0%以下 (0%を含まない)よりなる群から選択される1種以上を合計で0.01~1.5%含有させるか、Snを0.2%以下 (0%を含まない)含有させれば、焼付塗装時の時効硬化速度を高めることができ望ましい。

【0008】

【発明の実施の形態】本発明者らは、Al-Mg-Si系合金について結晶組織と、成形性の関係について、鋭意実験を重ねてきた。その結果、優れた曲げ成形性を得るには、破壊の起点をなくするという観点から表層部の結晶粒径を微細にすることが非常に効果的であり、また優れた張出し成形性を確保するという観点から、均一変形させる上で比較的伸び易い組織とすることが望ましく、その為にはある程度大きな結晶粒径の組織とすることが必要であり、更には、表層部を微細にし、内部はある程度大きな組織とすれば張出し成形性及び曲げ成形性の両

特性を同時に優れたものとするのができるとの知見を得た。具体的には、表層部の平均結晶粒径を $40\mu\text{m}$ 以下とし、内部の平均結晶粒径を $60\mu\text{m}$ 以下にし、かつ表層部の平均結晶粒径を内部より $5\mu\text{m}$ 以上平均結晶粒径が小さくすることにより、張出し成形性及び曲げ成形性の両特性を同時に優れたものとするのが可能である。尚、表層部の平均結晶粒径は、 $20\mu\text{m}$ 以下が望ましく、内部は $35\mu\text{m}$ 以下が望ましい。また表層部と内部の平均結晶粒径の差は $10\mu\text{m}$ 以上であることが好ましい。

【0009】次に、Al-Mg-Si系合金に含有される合金化元素の含有率の好ましい数値範囲について述べる。

【0010】Mg: 0.1~2.0%、Si: 0.1~2.0%、Mgは強度および延性の向上にも寄与する固溶強化元素である。MgとSiは、G. P. ゾーンと称される Mg_2Si 組成の集合体(クラスター)又は中間相を形成し、ベーキング処理(焼付塗装)による高強度化に寄与する元素であり、Mg及びSi共に、0.1%以上必要であり、0.4%以上であると望ましい。但し、多過ぎるとベーキング処理時に加えて強度が劣化するので、Mg及びSi共に、2.0%以下とすべきであり、1.5%以下であると望ましい。

【0011】Fe: 1.0%以下(0%を含まない)

Mn: 1.0%以下(0%を含まない)

Cr: 0.3%以下(0%を含まない)

Zr: 0.3%以下(0%を含まない)

V: 0.3%以下(0%を含まない)

Ti: 0.1%以下(0%を含まない)

これらの元素は、Al-Mg-Si系合金板を連鋳法で製造する場合に、結晶粒を微細化する効果を有する。従ってこれらの元素1種以上を添加すれば、粒界破壊を起こしにくくすることができ、より成形性を高めることができる。しかし、上限値を超えて各元素を含有させると、Alとこれらの元素との間で粗大な化合物が生成し

破壊の起点となり却って成形性を悪化させるため、上記上限値以下の添加とすることが望ましい。より望ましい添加量は、Feが0.6%以下、Mnが0.6%以下、Crが0.2%以下、Zrが0.2%以下、Vが0.2%以下、Tiが0.05%以下である。尚、これらの元素は合計量では0.01%以上1.5%以下とすることが望ましい。

【0012】Cu: 1.0%以下(0%を含まない)

Ag: 0.2%以下(0%を含まない)

Zn: 1.0%以下(0%を含まない)

ベーキング時の時効硬化速度を向上させる元素であり、上限値を超えると、粗大な化合物を形成して成形性が劣化するので、上記上限値以下の添加とすることが望ましい。尚、Cuを添加すると、耐食性の向上効果も期待できる。より望ましい添加量は、Cuが0.6%以下、Agが0.1%以下、Znが0.6%以下である。また、これらの元素は合計量では0.01%以上1.5%以下とすることが望ましい。

【0013】Sn: 0.2%以下(0%を含まない)

Snは、ベーキング前の室温時効を抑制し、ベーキング時の時効を促進する元素であり、多過ぎると粗大な化合物を形成して成形性が劣化するので0.2%以下とすることが望ましく、0.1%以下であるとより望ましい。

【0014】本発明のAl-Mg-Si系合金板は、鋳造、均質化処理、熱間圧延、中間焼鈍、冷間圧延、最終焼鈍等からなる通常の工程により製造することができるが、本発明のAl-Mg-Si系合金板を得る上で重要な条件としては、冷延条件が挙げられ、下記(1)式を満足する条件で圧延を施したとき、板厚方向の蓄積歪み分布が変化し、溶体化処理後の組織において、表層部の平均結晶粒径が内部より微細となり、張出し成形性及び曲げ成形性を向上させることが可能である。

【0015】

【数1】

$$\frac{\bar{L}}{D} = \frac{\sum_{k=1}^n \left(\frac{L}{D} \right)}{n} \leq 5.0 \quad \dots (1)$$

但し、 L/D ：1パス時の圧延条件であり、

$$\frac{L}{D} = \frac{\sqrt{R(D_0 - D)}}{D_0}$$

L ：各パス圧延時のロールと材料の接触長さ (mm)

D_0 ：各パス圧延前の板厚 (mm)

D ：各パス圧延後の板厚 (mm) [図1参照]

R ：ロール直径 (mm)

n ：冷延パス数

尚、 L/D の算出式は、圧延による歪み分布の評価式として知られた式であり、一般的に L/D が小さい程歪みは表面側に入り易く、 L/D が大きくなるほど板厚方向の内部で均一な歪み分布が得られるとされている。本発明に係るA1合金板を製造する上で、平均 L/D の値を小さくすることが望ましく(3以下であればより望ましい)、その為には、圧延のパス数 n を多くして、徐々に圧下することが推奨され(例えば、板厚を4mm→2mmに1回で圧下するより4mm→3mm→2mmと2回で圧下することが望ましい)、また L の値を小さくする上で、ロール径は小さくすることが望ましい。

【0016】また最終圧延率は、60%以上が好ましく、80%以上であればより望ましい。

【0017】以下実施例によって本発明をさらに詳述するが、下記実施例は本発明を制限するものではなく、前・後記の趣旨を逸脱しない範囲で変更実施することは全て本発明の技術範囲に包含される。

【0018】

【実施例】表1、2に示すA1合金板を用いて、DC鋳造または連続鋳造法で造塊し、得られた鋳塊に対して540℃で6時間の均質化処理を施した後、熱間圧延を行

い、さらに500℃で30秒の溶体化処理を施し、1mm厚みのT4材を得た。次いで、表1、2に示す冷間圧延率と平均 L/D で冷間圧延を行った。尚、冷間圧延条件の代表的な具体例(No. 1とNo. 14)を表3に示す。

【0019】得られたT4材について、板厚断面で光学顕微鏡組織観察を行い、結晶粒径の測定を行った。

【0020】また、張出し成形性を評価するにあたっては、101.6mmφの球頭張出し治具を用い、長さ180mm、幅110mmの試験片に潤滑剤を塗布し、成形速度4mm/s、しわ押え圧200kNで張出し成形試験を行い、割れ限界高さを測定した。

【0021】曲げ成形性に関しては、長さ180mm、幅30mmの試験片を用いて5%の予ひずみを加えた後、180°曲げ試験($R=0.8$ mm)を行い、割れ発生の程度を目視で観察し、割れないものを○、割れがわずかに認められるものを△、割れが顕著に認められるものを×とする3段階で評価した。

【0022】

【表1】

No.	成分組成(%)								製造条件		結晶粒径(μm)		割れ限界高さ (mm)	曲げ性
	Mg	Si	Fe	Mn	Cr	Zr	V	Ti	冷延率(%)	平均L/D	表面部	内部		
1	0.5	1.0	0.3						60	4.1	35	50	30.5	○
2	0.5	1.0	0.2					0.03	85	2.8	18	42	31.5	○
3	0.5	1.0	0.9					0.10	90	2.5	28	40	32.5	○
4	1.9	1.9	0.2						75	4.5	37	45	31.2	○
5	0.3	0.2	0.2						80	2.7	32	47	31.6	○
6	0.5	1.0	0.2	0.2		0.3			65	4.5	26	42	30.8	○
7	0.5	1.0	0.2		0.3		0.05		80	4.7	30	40	30.5	○
8	0.5	1.0	0.2			0.3			75	2.4	29	50	32.0	○
9	0.5	1.0	0.2	1.0		0.05			90	4.0	25	48	31.5	○
10	0.5	1.0	0.2		0.1		0.3		60	4.5	34	52	30.7	○
11	0.5	1.0	0.2						90	5.3	42	55	29.0	△
12	2.1	2.2	0.6						70	6.0	41	58	29.5	△
13	1.5	0.8	1.1						50	4.5	42	65	28.0	△
14	0.5	1.0	0.2	1.1					50	7.1	60	56	27.5	×
15	0.5	1.0	0.2		0.4				65	6.5	41	68	28.5	△
16	0.5	1.0	0.3			0.4			50	3.5	43	62	28.2	△
17	0.5	1.0	0.3				0.4		75	7.0	50	63	28.8	×
18	0.5	1.0	0.2					0.03	55	6.5	45	65	27.5	×

【0023】

【表2】

No.	成分組成(%)											製造条件		結晶粒径(μm)		割れ限界高さ (mm)	曲げ性
	Mg	Si	Fe	Mn	Cr	Zr	Ti	Cu	Ag	Zn	Sn	冷延率(%)	平均L/D	表面部	内部		
19	0.5	1.0	0.3	0.2				0.8				70	2.8	30	58	31.5	○
20	0.5	1.0	0.2	0.2				0.5				85	2.9	29	49	31.5	○
21	0.5	1.0	0.3			0.1			0.2			65	4.0	33	58	30.5	○
22	0.5	1.0	0.3			0.1			0.1			80	4.5	31	52	30.0	○
23	0.7	0.9	0.2	0.1	0.1					1.0		70	3.0	30	51	31.0	○
24	0.7	0.9	0.15	0.1	0.1					0.5		85	2.8	17	41	31.2	○
25	0.9	0.5	0.2	0.1			0.05				0.2	60	2.7	38	52	31.5	○
26	0.9	0.5	0.15	0.1			0.1				0.1	80	2.8	31	45	31.5	○
27	0.5	1.0	0.3	0.2				1.2				50	5.5	45	30	28.0	△
28	0.5	1.0	0.3	0.2					0.3			55	6.0	42	65	28.5	△
29	0.5	1.0	0.2	0.2						1.1		45	6.5	50	70	28.2	×
30	0.5	1.0	0.2	0.2							0.3	65	7.0	48	55	29.5	△
31	0.5	1.0	0.3	1.1				0.5				40	6.5	60	58	28.5	×
32	0.5	1.5	0.3	0.5	0.2	0.2		0.3	0.2	0.3		70	6.0	47	64	30.0	△

【0024】

【表3】

	No. 1(ロール直径:200mm)		No. 14(ロール直径:300mm)	
	板厚(mm)	L/D	板厚(mm)	L/D
初期	2.5		2.0	
1パス後	2.1	3.6	1.5	6.1
2パス後	1.8	3.7	1.0	8.1
3パス後	1.5	4.3		
4パス後	1.3	4.2		
5パス後	1.1	4.9		
6パス後	1.0	4.1		
平均L/D		4.1		7.1

表1におけるNo. 1～10及び表2におけるNo. 19～26が本発明に係るAl-Mg-Si系合金板であり、いずれも割れ限界高さが高く張出し成形性に優れると共に、曲げ成形性にも優れている。

【0025】一方、表1におけるNo. 11～18及び表2におけるNo. 27～32は、平均L/Dがうを超える場合の比較例であり、張出し成形性及び／または曲

げ成形性に劣っていることが分かる。

【0026】

【発明の効果】本発明は以上の様に構成されているので、張出し成形性及び曲げ成形性に優れたAl-Mg-Si系合金板が提供できることとなった。

【図面の簡単な説明】

【図1】ロールによる圧延状態を示す説明図である。

【図1】

